

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 62-149814

(43)Date of publication of application : 03.07.1987

(51)Int.Cl.

C21D 8/10
// C22C 38/00
C22C 38/14

(21)Application number : 61-275236

(71)Applicant : KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing : 20.11.1986

(72)Inventor : KOBAYASHI KUNIIKO
UENO TAKEO
IWASAKI YOSHIMITSU
KOYAMA YASUMORI

(54) PRODUCTION OF LOW-CARBON HIGH-STRENGTH SEAMLESS STEEL PIPE BY DIRECT HARDENING METHOD

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce a low-carbon seamless steel pipe having excellent strength and toughness by hot working a steel having the specific compsn. contg. Ti meeting the contents of Mn and N at a specific temp. and forming the steel into a pipe then subjecting the pipe to direct hardening and tempering at an adequate temp.

CONSTITUTION: The steel which contains 0.06W0.20wt% C, 0.10W0.50% Si, 0.5W2.0% Mn, 0.01W0.1% Al, 0.0005W0.0050% B, $\leq 0.03\%$ P, and $\leq 0.015\%$ S, contains the Ti conforming to the formula; $3.42N - 0.008 \leq Ti \leq 3.42N + 0.008$, $Ti > 0$ according to the content of N at 0.0010W0.0060% N, further properly contains ≥ 1 kinds of 0.2W5% Ni and 0.001W0.010% Ca, ≥ 1 kinds among 0.1W1% Cr, 0.05W1% Mo, and respectively 0.01W0.1% V and Nb and 0.1W0.5% Cu as selective components and consists of the balance Fe and inevitable impurities is heated to 1,200W1,300° C and is hot worked. After the steel is made into the steel pipe having a prescribed shape, the pipe is directly hardened at $\geq 750^\circ$ C and is then tempered at the temp. below the Ac1 point.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

昭62-149814

⑪ Int. Cl.⁴

識別記号

庁内整理番号

⑬ 公開 昭和62年(1987)7月3日

C 21 D 8/10
// C 22 C 38/00
38/14

3 0 1

A-7047-4K
Z-7147-4K

審査請求 未請求 発明の数 6 (全9頁)

⑭ 発明の名称 直接焼入法による低炭素高強度継目無鋼管の製造方法

⑮ 特 願 昭61-275236

⑯ 出 願 昭58(1983)9月21日

⑰ 特 願 昭58-173159の分割

⑱ 発 明 者 小 林 邦 彦 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
⑲ 発 明 者 上 野 雄 夫 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
⑲ 発 明 者 岩 崎 義 光 千葉市川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内
⑲ 発 明 者 小 山 康 衛 半田市川崎町1丁目1番地 川崎製鉄株式会社知多製造所内
⑳ 出 願 人 川崎製鉄株式会社 神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
㉑ 代 理 人 弁理士 杉村 暁秀 外1名

明 細 書

1. 発明の名称 直接焼入法による低炭素高強度
継目無鋼管の製造方法

2. 特許請求の範囲

1. C : 0.06~0.20重量%、
Si : 0.10~0.50重量%、
Mn : 0.5 ~2.0 重量%
Al : 0.01~0.1 重量%
B : 0.0005~0.0050重量%と
0.2 ~5 重量%のNi、及び0.001 ~0.010
重量%のCaのうちから選ばれる少なくとも
1種とを含み、
P : 0.03重量%以下、
S : 0.015 重量%以下を含有しかつ、
N : 0.0010~0.0060重量%においてN含有
量に応じ下記①、②式に従うTiを含有し、残
部がFeと不可避免的不純物より成る鋼を
1200℃以上1300℃以下の温度に加熱して熱
間加工により、所定形状の鋼管に成形するこ
と、

この熱間加工後750℃以上の温度にてただ
ちに焼入れすること、

次いでAc₁以下の温度で焼戻すこと、
の結合を特徴とする直接焼入法による低炭素
高強度継目無鋼管の製造方法。

記

$$\begin{cases} 3.42N - 0.008 \leq Ti \leq 3.42N + 0.008 \cdots \text{①} \\ Ti > 0 \cdots \text{②} \end{cases}$$

2. C : 0.06~0.20重量%、
Si : 0.10~0.50重量%、
Mn : 0.5 ~2.0 重量%
Al : 0.01~0.1 重量%
B : 0.0005~0.0050重量%と
0.1 ~1 重量%のCr、0.05~1 重量%のMo、
それぞれ0.01~0.1 重量%のV 及びNbのうち
から選ばれる少なくとも1種とを含み、
P : 0.03重量%以下、
S : 0.015 重量%以下を含有しかつ、

N : 0.0010~0.0060重量%においてN含有量に応じ下記①、②式に従うTiを含有し、残部がFeと不可避的不純物より成る鋼を

1200℃以上1300℃以下の温度に加熱して熱間加工により、所定形状の鋼管に成形すること、

この熱間加工後750℃以上の温度にてただちに焼入れすること、

次いでAc₁以下の温度で焼戻すこと、の結合を特徴とする直接焼入法による低炭素高強度継目無鋼管の製造方法。

記

$$3.42N - 0.008 \leq Ti \leq 3.42N + 0.008 \text{ ----①}$$

$$Ti > 0 \text{ ----②}$$

3. C : 0.06~0.20重量%、
Si : 0.10~0.50重量%、
Mn : 0.5 ~2.0 重量%
Al : 0.01~0.1 重量%
B : 0.0005~0.0050重量%と

Mo : 0.5 ~2.0 重量%

Al : 0.01~0.1 重量%

B : 0.0005~0.0050重量%と、

0.2 ~5重量%のNi、及び0.001 ~0.010重量%のCaのうちから選ばれる少なくとも1種並びに、

0.1 ~1重量%のCr、0.05~1重量%のMo、それぞれ0.01~0.1重量%のV及びNbのうちから選ばれる少なくとも1種とを含み、

P : 0.03重量%以下、S : 0.015 重量%以下を含有しかつ、

N : 0.0010~0.0060重量%においてN含有量に応じ下記①、②式に従うTiを含有し、残部がFeと不可避的不純物より成る鋼を

1200℃以上1300℃以下の温度に加熱して熱間加工により、所定形状の鋼管に成形すること、

この熱間加工後750℃以上の温度にてただちに焼入れすること、

次いでAc₁以下の温度で焼戻すこと、

0.1 ~0.5 重量%のCuとを含み、

P : 0.03重量%以下、

S : 0.015 重量%以下を含有しかつ、

N : 0.0010~0.0060重量%においてN含有量に応じ下記①、②式に従うTiを含有し、残部がFeと不可避的不純物より成る鋼を

1200℃以上1300℃以下の温度に加熱して熱間加工により、所定形状の鋼管に成形すること、

この熱間加工後750℃以上の温度にてただちに焼入れすること、

次いでAc₁以下の温度で焼戻すこと、の結合を特徴とする直接焼入法による低炭素高強度継目無鋼管の製造方法。

記

$$3.42N - 0.008 \leq Ti \leq 3.42N + 0.008 \text{ ----①}$$

$$Ti > 0 \text{ ----②}$$

4. C : 0.06~0.20重量%、
Si : 0.10~0.50重量%、

の結合を特徴とする直接焼入法による低炭素高強度継目無鋼管の製造方法。

記

$$3.42N - 0.008 \leq Ti \leq 3.42N + 0.008 \text{ ----①}$$

$$Ti > 0 \text{ ----②}$$

5. C : 0.06~0.20重量%、
Si : 0.10~0.50重量%、
Mn : 0.5 ~2.0 重量%
Al : 0.01~0.1 重量%
B : 0.0005~0.0050重量%と

0.2 ~5重量%のNi、及び0.001 ~0.010重量%のCaのうちから選ばれる少なくとも1種並びに、

0.1 ~0.5 重量%のCuとを含み、

P : 0.03重量%以下とを含み、

S : 0.015 重量%以下を含有しかつ、

N : 0.0010~0.0060重量%においてN含有量に応じ下記①、②式に従うTiを含有し、残部がFeと不可避的不純物より成る鋼を

1200℃以上1300℃以下の温度に加熱して熱間加工により、所定形状の鋼管に成形すること、

この熱間加工後750℃以上の温度にてただちに焼入れすること、

次いでAc₁以下の温度で焼戻すこと、
の結合を特徴とする直接焼入法による低炭素高強度縫目無鋼管の製造方法。

記

$$\left\{ \begin{array}{l} 3.42N - 0.008 \leq Ti \leq 3.42N + 0.008 \text{ ----①} \\ Ti > 0 \text{ ----②} \end{array} \right.$$

6. C : 0.06~0.20重量%、
Si : 0.10~0.50重量%、
Mn : 0.5 ~2.0 重量%
Al : 0.01~0.1 重量%
B : 0.0005~0.0050重量%と
0.2 ~ 5 重量%のNi、及び0.001 ~0.010
重量%のCaのうちから選ばれる少なくとも
1種、

記

$$\left\{ \begin{array}{l} 3.42N - 0.008 \leq Ti \leq 3.42N + 0.008 \text{ ----①} \\ Ti > 0 \text{ ----②} \end{array} \right.$$

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

低炭素高強度縫目無鋼管をいわゆる直接焼入で製造する方法に関しこの明細書に述べる技術内容は、ラインパイプや、海洋ないし陸上の構造物などの用途に供される、この種の縫目無鋼管の製造段階に独自の成分挙動に着目して、上記直接焼入との適合を成就させることに関連し、この種の熱処理を経る低炭素高強度縫目無鋼管の製造に係わる技術の分野に位置している。

(従来の技術)

高強度縫目無鋼管の製造には通常、熱間圧延による造管加工を経てから焼入れ焼戻し処理が施される。その際焼入性を向上させるために予め微量のBを鋼中添加し、かつその焼入性を安定化するために適量のAlを添加するのが一般的である。

0.1 ~ 1 重量%のCr、0.05 ~ 1 重量%のMo、それぞれ0.01~0.1 重量%のV 及びNbのうちから選ばれる少なくとも1種並びに、

0.1 ~0.5 重量%のCuとを含み、

P : 0.03重量%以下、

S : 0.015 重量%以下を含有しかつ、

N : 0.0010~0.0060重量%においてN含有量に応じ下記①、②式に従うTiを含有し、残部がFeと不可避免的不純物より成る鋼を

1200℃以上1300℃以下の温度に加熱して熱間加工により、所定形状の鋼管に成形すること、

この熱間加工後750℃以上の温度にてただちに焼入れすること、

次いでAc₁以下の温度で焼戻すこと、
の結合を特徴とする直接焼入法による低炭素高強度縫目無鋼管の製造方法。

熱間圧延で、所定寸法の鋼管に成形後一たん冷却させてからAr₃点以上まで再加熱し、焼入処理が行われる従来法では、上記のBによる焼入効果の実現され得るけれども、熱間圧延後ただちに、焼入処理を施すいわゆる直接焼入の場合には、実際上Bによる焼入性効果が安定して得られない。

またここにBの効果を阻害するNを固定するためにTiを添加することもすでに知られてはいるが直接焼入による縫目無鋼管の製造においては、やはりその効果を安定して得ることが困難である。

(発明が解決しようとする問題点)

すなわち縫目無鋼管を製造する場合穿孔機による穿孔を可能とするために、ピレットを1200~1300℃の温度で加熱することが必要なところ、このような高い温度ではもはやNがAlと結合したAlNとしては存在することができずかくして鋼中に固 溶して存在するNは、熱間圧延時に温度が低下すると、それに応じBと結合してBNとなり、オーステナイト粒界に偏析して焼入性を向上させるべき固溶B量を減じてその効果を失わせる。

熱間加工後700℃程度以下まで一たん冷却し、再びAr₃点以上まで加熱して焼入れする通常の再加熱焼入れの場合には、この再加熱時にAlがNをAlNとして固定することにより固溶Bを増して焼入性を向上させることはよく知られているとおりであるが、直接焼入れの場合には上記のようにAlNの析出が阻害されるため、Bによる焼入向上の効果が期待できない。

したがって熱間圧延前の加熱温度が1200~1300℃と高温の場合には、この温度領域で安定してNと結合するTiを添加することが直接焼入れの場合には有効で、その効果の例は第1図に示すとおりであり、このようにTiのN固定効果はあってもその反面過剰なTiは焼入れ後の焼戻し処理においてTiCとして析出し、切欠靱性を著しく劣化させるのでTi量の厳密な規制が必要である。

すなわちTiは、NをTiNという形で固定するので、鋼中に含まれるNをすべて固定するために必要なTi量は、化学量論的には $Ti=3.42N$ である。

しかし工業的には、鋼中のTi、Nの量を常にこ

の割合に保つのは不可能である。

発明者らは、種々検討を重ねた結果、上記した問題の原因がTi含有量とN含有量の不適正にあることを究明し、Ti、Nを適正量に制御して直接焼入を実行することにより、強度並びに切欠靱性の優れた低炭素高強度難目無鋼管が次のように安定して製造できることを見出した。

すなわちTi、Nの割合を種々変化させた鋼を用いて強度および衝撃試験での破面遷移温度を調査した結果、第2図に示す成績が得られた。

第2図において横軸にとった $\Delta Ti = Ti - 3.42N$ は理論上Nを固定するに必要なTi量(重量%;以下成分量に関して単に%で示す。)に対する過不足を示す。

ΔTi が-0.008%よりも低いと、Tiの不足のために、固溶Nが多くなりすぎ、Bの焼入性向上効果を減じ、強度、靱性が劣ることを示している。

一方 ΔTi が+0.008%をこえるとTiによるNの固定にてBの焼入性向上効果が十分に発揮されるものの余剰Tiが焼入れ後の焼もどしの際、TiCとし

て析出するために、強度は高くなっても、靱性が著しく劣化する。

ΔTi が-0.008%と+0.008%の間にある場合には、Nの大部分が固定されてBによる焼入性向上効果で高い強度が得られるとともに、過剰なTiCの析出も抑えられて優れた靱性が確保される。

上記の知見に基きTiとNの含有量を適当な範囲に規制することによって強度・靱性ともに優れた高強度難目無鋼管を直接焼入法で製造することがこの発明の目的である。

(問題点を解決するための手段)

上記した発明の目的は鋼中基本成分として、

C: 0.06~0.20%、

Si: 0.10~0.50%、

Mn: 0.5~2.0%

Al: 0.01~0.1%

B: 0.0005~0.0050%を、

P: 0.03%以下及び

S: 0.015%以下

において含みかつ、

N: 0.0010~0.0060%を、N含有量に応じ下記

①、②式に従うTiとともに含有するほか、選取成分として

0.2~5%のNi及び0.001~0.010%のCaよりなる群のうち少なくとも1種、

0.1~1%のCr、0.05~1%のMo、それぞれ0.01~0.1%のV及びNbよりなる群のうち少なくとも1種ないしは、

0.1~0.5%のCu

を適宜に添加した組成の鋼を次の手順で処理することによって充足される。

記

$$3.42N - 0.008 \leq Ti \leq 3.42N + 0.008 \quad \cdots \textcircled{1}$$

$$Ti > 0 \quad \cdots \textcircled{2}$$

すなわち1200℃以上1300℃以下の温度に上記組成の鋼素材を加熱して熱間加工により、所定形状の鋼管に成形すること、

この熱間加工後750℃以上の温度にてただちに焼入れすること、

次いでAc₁以下の温度で焼戻すこと、

上記各工程の結合で直接焼入法による低炭素高強度継目無鋼管の製造が可能になる。

またこの場合熱間加工による所定形状の継目無鋼管に成形する過程が、その最終加工に際し850℃以上の温度に保持された加熱炉に装入して被加工材を再加熱する場合も実施態様に含まれる。

(作 用)

次にこの発明で成分組成および工程段階について規定した理由を以下に述べる。

まず化学成分を制限した理由は以下の通りである。

C : 0.06 ~ 0.20 %

Cは焼入性を高め、高強度を得るために不可欠であって、0.06%未満ではその効果がなく、また0.20%をこえると炭素当量が過大となり、溶接割れ感受性を高めるのでこの発明の対象としているラインパイプや構造物用鋼管として適しないので0.06 ~ 0.20%に制限した。

0.0050%の範囲に限定した。

P ≤ 0.03 %

Pは鋼中に含まれる不純物で、低い程好ましい。0.03%をこえると靱性を著しく劣化させ、また焼戻し脆性を引起すので上限を0.03%とした。

S ≤ 0.015 %

Sも鋼中に含まれる不純物で、低い程好ましい。0.015%をこえると靱性を損うので上限を0.015%とした。

N : 0.0010 ~ 0.0060 %

Nは、鋼中に含まれる不純物で0.0010%未満にすることは工業的に困難であるので下限を0.0010%とした。また0.0060%をこえると溶接部の靱性を損い、さらに所要量のTi添加によっても巨大なTiN析出物を形成して母材の靱性を損うので上限を0.0060%とした。

Tiは、既に記述した如くこの発明で不可欠の元素であり、Bの焼入性効果を確保し、かつ過剰Tiによる靱性劣化を防ぐために次式

Si : 0.10 ~ 0.50 %

Siは鋼の脱酸に必要であって、0.10%未満ではその効果がなく、また0.50%をこえると鋼片の割れを生じたり、溶接性を損うので、0.10 ~ 0.50%に限定した。

Mn : 0.5 ~ 2.0 %

Mnは焼入性を高め、強度をあげるのに有効であるが、0.5%未満では効果がなく、2.0%をこえると溶接性、加工性を損うので0.5 ~ 2.0%に限定した。

Al : 0.01 ~ 0.1 %

Alは脱酸に必要な元素であるが、0.01%未満では効果がなく、また0.1%をこえるとアルミナ系介在物として鋼中に残存して靱性を劣化させるので0.01 ~ 0.1%に限定した。

B : 0.0005 ~ 0.0050 %

Bは鋼の焼入性を向上させるのに微量で非常に有効な、この発明でとくに重要元素であるが0.0005%未満では効果がなく、一方0.0050%をこえると析出物を形成して靱性を劣化させるので0.0005 ~

$$3.42N - 0.008(X) \leq Ti \leq 3.42N + 0.008(X) \quad \text{---①}$$

$$Ti > 0(X) \quad \text{---②}$$

で定める範囲に限定した。

Ni : 0.2 ~ 5 %, Ca : 0.001 ~ 0.010 %

Niは、母材、溶接部の靱性を改善するの0.2%以上で有効であるが、非常に高価な元素でもあるので0.2 ~ 5%とした。

Caは0.0010%程度の微量で硫化物の形態を球状化し、とくに管長手に直角方向の靱性を改善するのに後立つ上、水素誘起割れ防止にも寄与するが0.0010%をこえると介在物が増し却って靱性劣化の原因になるので0.0010 ~ 0.010%とする。

以上のNi及びCaは、靱性改善に関し同効の選択成分と云える。

Cr : 0.1 ~ 1 %, Mo : 0.05 ~ 1 %, V : 0.01 ~ 0.1 %, Nb : 0.01 ~ 0.1 %

Crは焼入性向上による強度増強に、0.1%で有効であるが、1%をこえると溶接性を損うので、

0.1 ~ 1 %とした。

Moも0.05 %以上にてNiと同様な効果があるほか焼入性向上、焼戻し脆性の抑止にも有効であるが、非常に高価な上に、炭素当量も上げる元素なので0.05 ~ 1 %とした。

Vは析出強化元素として0.01 %以上の添加は焼戻し後の強度を上げるのに有効であるが、0.1 %をこえると鋼片の割れの原因となり、また靱性を阻害するので0.01 ~ 0.1 %とした。

Nb : 0.01 ~ 0.1 %

Nbはオーステナイト粒の細粒化に寄与し、やはり析出強化による強度増加にも0.01 %以上で著しく寄与するが、0.1 %をこえると鋼片の割れの原因となり、溶接性も損うので0.01 ~ 0.1 %とした。

以上のCr, Mo, V及びNbは強度の増強に関し同効の選択成分と云える。

Cu : 0.1 ~ 0.5 %

Cuは耐食性を増すのに0.1 %以上で有効な選択成分であるが、0.5 %をこえると鋼片の割れ感受性を増し、溶接性も損うので0.1 ~ 0.5 %とした。

せることを実現したものであり、従って直接焼入れを行なうことがこの発明において基本の工程であるが、直接焼入れにおいては、焼入温度が重要である。

直接焼入れの温度を750 °C以上と限定したのは、750 °Cより低い温度では、焼入れ後の組織中にかなりの量のフェライトが生成している場合があり、そのような条件では強度も低いからである。

焼入れは、本来 A_{r3} 、変態点以上から行われるべきであり、 A_{r3} の温度は成分によってそれぞれ求められるべきであるが、直接焼入れ工程に対応した A_{r3} 点を求めることは技術的にも困難である。

この発明に含まれる最も焼入性の低い成分系においても、750 °C以上の温度から直接焼入れを行えば、焼入れ後の組織は、マルテンサイト、ベイナイトなどにより構成されることが認められたので焼入下限温度を750 °Cとした。

なお縫目無鋼管では、一般に熱間の最終加工につき、サイザーやストレッチリデューサーによる加工が行なわれることも多いところ、鋼管の肉厚

次に処理手順を限定した理由を述べる。

縫目無鋼管の製造においては、ビレットを1200 ~ 1300 °Cの範囲で加熱することは穿孔機での加工上必要な条件であり、またこの発明で、Ti、Nの割合を適正範囲に収めなければならなかった前提的条件なので、加熱温度は1200 ~ 1300 °Cに限定した。

次に熱間加工後直接焼入れを行なうことは、たとえば厚板の分野などにおいては、広く行われており、熱エネルギー節減による経済的効果、焼もし抵抗性増大による高強度化などの効果が知られ、一方鋼管製造分野においても直接焼入れ法は公知の事実ではあるが、低炭素鋼の如く焼入性の低い鋼管では実用化されてなく、それというのは、縫目無鋼管の場合には厚板に比べて100 °C程度も高い温度にビレットが加熱され、Bの効果を有効に利用できないことに原因があったからである。

この発明は、成分の適正化により、低炭素縫目無鋼管においても直接焼入れによる製造を可能とし、経済的および高強度化の効果を十分に発揮さ

の薄いときには、これらの最終加工時に温度が低下して、直接焼入れに必要な750 °C以上の温度を維持できない場合があり得る。

このような場合には最終加工前に再加熱炉に装入して管全体の温度を高めることが必要で、通常の場合850 °C以上に加熱すれば焼入前に750 °C以上の温度を確保できるので、この場合に再加熱炉温度の下限は、850 °Cとすることが実施態様として推奨される。

なお鋼管の焼入装置については、リングスプレー、浸漬型、軸流型など種々の方式のものが考案され、いずれも直接焼入れ時の焼入法として用いることができる。これらのうちでも鋼管の内・外周にて、鋼管の軸線方向に沿う冷却水流を与える方式の焼入装置(特開昭57-85930号、同114616号公報)では高い焼入能を有し、低炭素高強度縫目無鋼管の直接焼入れによく適合する。

焼戻しは A_c1 以下の温度で常法に従って処理すればよい。

(実施例)

次にこの発明の効果を実施例をあげて説明する。

表1は、この発明による鋼および比較鋼の化学成分を示し、表2は製造条件、得られた機械的特性の例である。

表 1 供 試 鋼 の 化 学 成 分

鋼	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B	N	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Nb	Ca	ΔTi
A	0.14	0.29	1.25	0.017	0.005	0.048	0.009	0.0007	0.0030	-	-	-	-	-	-	-	-0.00126
B	0.09	0.26	1.26	0.015	0.003	0.054	0.005	0.0010	0.0027	-	-	0.15	-	-	-	-	-0.00423
C	0.10	0.25	1.30	0.012	0.004	0.050	0.009	0.0010	0.0030	-	0.12	0.12	-	0.030	0.027	0.0025	-0.00126
D	0.12	0.22	0.91	0.015	0.007	0.061	0.014	0.0015	0.0042	0.81	0.52	0.41	0.22	0.033	-	-	-0.0004
E	0.07	0.35	1.50	0.018	0.011	0.032	0.013	0.0020	0.0051	0.25	0.20	0.10	-	0.041	-	-	-0.0044
F	0.08	0.30	0.80	0.010	0.003	0.029	0.017	0.0018	0.0031	2.50	0.40	0.35	0.32	0.035	-	-	+0.0064
G	0.10	0.28	1.25	0.014	0.004	0.068	-	0.0011	0.0033	-	-	0.17	-	-	-	-	-0.0113
H	0.12	0.30	0.81	0.009	0.007	0.055	0.007	0.0016	0.0057	0.64	0.48	0.40	0.20	0.042	-	-	-0.0125
I	0.07	0.34	1.45	0.018	0.010	0.030	0.027	0.0020	0.0050	-	0.20	0.20	-	0.035	-	-	+0.0999
J	0.09	0.25	1.30	0.012	0.005	0.045	0.019	0.0009	0.0028	-	-	-	-	0.031	0.030	-	+0.094

注 - 記号は通常の分析による検出限界未満量を示す

表 2 実 施 例

種別	No.	鋼	ビレット加熱温度 (℃)	再加熱炉温度 (℃)	焼入温度 (℃)	焼戻し条件	YS (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	vTrs (℃)	管 寸 法 (外径×肉厚) (mm)	備 考
直接焼入れ	1	A	1250	930	790	630℃×15分	56.0	65.2	-103	219.1φ×12.7	参考例
	2	B	"	-	810	"	62.3	69.9	-82	323.8φ×25.4	発明例
	3	C	"	-	800	"	64.0	71.5	-61	"	"
	4	D	1280	-	820	"	79.9	88.6	-105	406.4φ×32	"
	5	E	"	880	780	"	54.5	61.9	-120	273.0φ×15.9	"
	6	F	"	950	820	650℃×15分	80.2	90.5	-140	"	"
	7	A	1250	"	770	600℃×15分	60.5	69.4	-130	141.3φ×9.5	参考例
再加熱焼入れ	8	B	1250	950	800	630℃×15分	57.5	64.0	-85	323.8φ×25.4	比較例
	9	D	1280	"	850	"	74.6	84.0	-95	406.4φ×32	"
	10	A	1250	930	900	600℃×15分	53.5	62.8	-100	141.3φ×9.5	"
直接焼入	11	G	1250	-	800	630℃×15分	50.3	62.5	+15	323.8φ×25.4	"
	12	H	1280	-	820	"	75.4	83.7	-5	406.4φ×32	"
	13	I	"	880	770	"	59.6	66.2	+30	273.0φ×15.9	"
	14	J	"	-	800	"	53.4	58.6	0	323.8φ×25.4	"
	15	A	1250	-	740	"	48.5	58.5	-40	219.1φ×12.7	"

(注) №7, 10は最終加工としてストレッチレデュースを行ない、浸漬焼入型の装置で焼入れした例である。

その他は最終加工としてはサイザーでの定型を行ない、この発明による工程にて焼入れした例である。

表2において直接焼入れ-焼もどし後の破面遷移温度vTrsは、比較鋼G, H, I及びJの場合、Ti, Nの含有範囲が適切でないため非常に劣るのに対し、供試鋼B, C, D, E, 及びFではvTrsが低く、極めて優れた靱性を示すことが理解されよう。

また各供試鋼を用いても通常の再加熱焼入れを行なう場合には、直接焼入法に比べて強度が若干低くなることがわかる。

なお表2の№15は、この発明による成分を有する鋼であっても焼入温度が740℃と低下すると十分な強度および靱性が得られないことを示す例である。

(発明の効果)

これらの実施例に示されるように、この発明によれば強度・靱性がともに優れた低炭素縫目無鋼管を直接焼入法により製造でき、その経済的、技術的効果は極めて大である。

4. 図面の簡単な説明

第1図は直接焼入れ後の硬さ分布を示し、A1-

B系では焼入性が不十分であるのに対し、Ti-B系では、十分に焼きの入ることを示すグラフ、

第2図は $\Delta Ti = Ti - 3.42N$ がある適正範囲(-0.008%~+0.008%)にある場合に低い遷移温度、すなわち高靱性が得られることを示すグラフである。

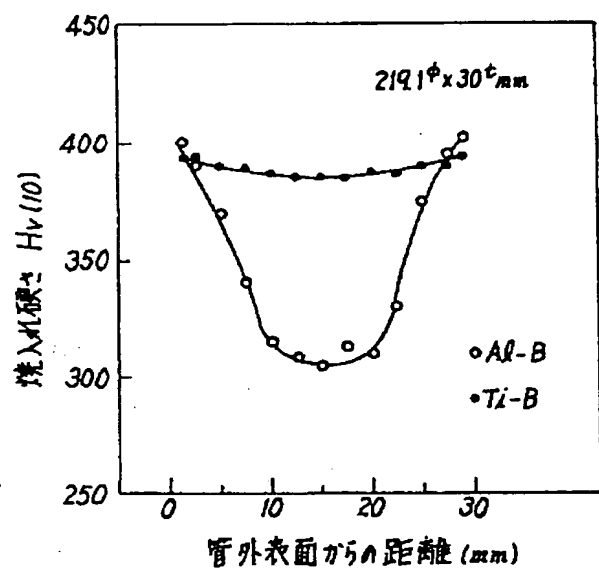
特 許 出 願 人 川 崎 製 鉄 株 式 会 社

代 理 人 弁 理 士 杉 村 隆 秀

同 弁 理 士 杉 村 興 作



第1図



第2図

